

**Diffusion soldering method esp. for semiconductor components**

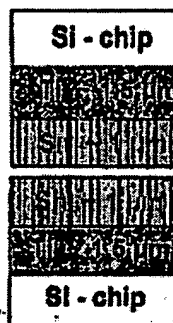
**Patent number:** DE19531158  
**Publication date:** 1997-02-27  
**Inventor:** WILDE JUERGEN DR ING (DE); SCHMID-FETZER  
RAINER PROF DR I (DE)  
**Applicant:** DAIMLER BENZ AG (DE)  
**Classification:**  
- **international:** H01L21/58; H01L21/60; H01L23/488; H01L31/0224;  
B23K35/24; H01L43/02  
- **european:** B23K35/00B; B23K35/32; H01L21/60C4; H01L21/98  
**Application number:** DE19951031158 19950824  
**Priority number(s):** DE19951031158 19950824

Report a data error here

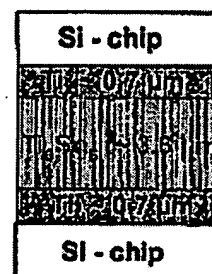
**Abstract of DE19531158**

A method of producing a temp.-stable bond between two bodies involves interposing high melting (Hi) and low melting (Lo) metal layers, contacting the layers and heating to the bonding temp. (TB) under a predetermined temp. and pressure cycle such that the initially melted component (Lo) wets the joint surfaces and diffuses into the high melting component (Hi) to form an intermetallic phase which, after consumption of the low melting component (Lo), forms a stable bonding layer of melting point (TR) higher than that of the low melting component (Lo). The novelty is that (a) the high melting component (Hi) is selected from IV to VIII subgroup metals and is applied onto a first body comprising a semiconductor wafer; and (b) the low melting component (Lo) is selected from III or IV main group elements, is applied onto a second substrate body and, after contacting the high melting metal (Hi) on the semiconductor wafer, is melted.

a) -



b)



BEST AVAILABLE COPY

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**



①9 BUNDESREPUBLIK  
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES  
PATENTAMT

①2 Offenlegungsschrift  
①0 DE 195 31 158 A 1

②1 Aktenzeichen: 195 31 158.2  
②2 Anmeldetag: 24. 8. 95  
②3 Offenlegungstag: 27. 2. 97

⑤1 Int. Cl.<sup>8</sup>:  
**H 01 L 21/58**  
H 01 L 21/60  
H 01 L 23/488  
H 01 L 31/0224  
B 23 K 35/24  
H 01 L 43/02

DE 195 31 158 A 1

⑦1 Anmelder:

Daimler-Benz Aktiengesellschaft, 70567 Stuttgart,  
DE

⑦2 Erfinder:

Wilde, Jürgen, Dr.-Ing., 63814 Mainaschaff, DE;  
Schmid-Fetzer, Rainer, Prof. Dr.-Ing., 38678  
Clausthal-Zellerfeld, DE

⑤6 Entgegenhaltungen:

DE 43 03 790 A1  
DE 42 41 439 A1  
EP 01 42 692 A1

Acta metall. mater., Bd. 43 (1995) S. 329-337;

VTE, Heft 4 (1993) S. 172-179;

BMFT Forschungsbericht 0329077 A: »Entwicklung  
von Verbindungstechniken für hochempfindliche  
Solarzellen« von Telefunken Systemtechnik AG,  
Sept. 1992, S. 1-18 und 99;

DVS-Bericht: »Verbindungstechnik in der Elektro-  
nik«, Bd. 110 (1988) S. 68-72;

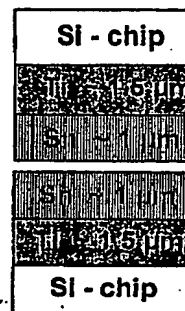
Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

⑤4 Verfahren zur Erzeugung einer temperaturstabilen Verbindung

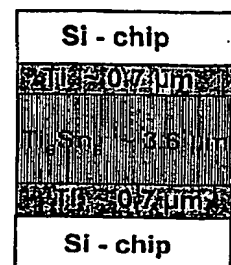
⑤7 Es wird ein Verfahren zur Erzeugung einer temperaturstabilen Verbindung von zwei Körpern beschrieben, zwischen denen eine Schicht aus einem höherschmelzenden (Hi) und eine weitere aus demgegenüber niedrigschmelzendem Metall (Lo) angeordnet wird, wobei das höherschmelzende Metall (Hi) und die niedrigschmelzende Metallkomponente (Lo) in Berührung gebracht und durch Erwärmen auf die Verbindungstemperatur ( $T_b$ ) unter einem vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruckverlauf erwärmt werden. Dabei benetzt die zuerst flüssigwerdende Komponente (Lo) die Fügeoberflächen und durch Diffusion der flüssigen (Lo) in die höherschmelzende Komponente (Hi) wird eine intermetallische Phase vom Material der niedrigschmelzenden Zwischenschicht (Lo) und der höherschmelzenden Komponente gebildet, wobei die niedrigschmelzende Komponente (Lo) durch Diffusion und Bildung einer neuen Komponente (Hi-Lo) verbraucht wird. Nach Verbrauch der geschmolzenen Anteile bilden diese eine Schicht mit wesentlich höherem Schmelzpunkt ( $T_R$ ) als die niedrigschmelzende Komponente (Lo) und dadurch wird eine stabile formschlüssige Verbindung gebildet.

Bei diesem Verfahren ist vorgesehen, daß für die Hi-Komponente eines der Metalle der vierten bis achten Nebengruppe des Periodensystems ausgewählt und auf einer Halbleiterschleife als erstem Körper aufgebracht wird. Zusätzlich wird ein niedrigschmelzendes Metall (Lo) der dritten oder vierten Hauptgruppe des Periodensystems auf einem Substrat als zweitem Körper ...

a) -



b)



BEST AVAILABLE COPY

DE 195 31 158 A 1

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

BUNDESDRUCKEREI 01. 97 802 069/276

14/29

## Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erzeugung einer temperaturstabilen Verbindung von zwei Körpern nach dem Oberbegriff des Anspruchs 1.

Das Verfahren dient insbesondere zur Montage von Halbleiter-Chips auf Substraten, zum Verbinden von "Wafern" während der Halbleiterstellung, sowie zur Kontaktierung von elektronischen Bauelementen und Schaltungen.

Ein gattungsgemäßes Verfahren ist aus der deutschen Anmeldung P 42 41 439 A1 bekannt. In dieser Anmeldung wird ein Verfahren zur Erzeugung einer formschlüssigen Verbindung zwischen metallischen Verbindern und metallischen Kontakten von Halbleiteroberflächen beschrieben. Die Verbinder dienen insbesondere der Parallelschaltung von Solarzellen mit Hilfe von Solarzellenkontakten. Zwischen einem Verbinder und einem Kontakt wird eine Zwischenschicht aus einem gegenüber dem Verbinder und metallischen Kontakt niedrigschmelzenden Metall angeordnet und auf bzw. über die Schmelztemperatur erwärmt. Dabei ist darauf zu achten, daß die flüssige Zwischenschicht die Fügeoberflächen von Verbinder und Kontakt benetzt. Die flüssige Zwischenschicht diffundiert in den Verbinder und den Kontakt und bildet eine intermetallische Phase mit dem Material der Zwischenschicht und den Materialien des zu fügenden Verbinders und Kontaktes. Dabei wird durch die Erstarrung während eines vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruckverlaufes die formschlüssige Verbindung zwischen Verbinder und Kontakt hergestellt, deren Schmelztemperatur höher ist, als die der ursprünglichen Zwischenschicht.

In dieser Schrift sind als konkrete Kombinationen nur In-Au und Sn-Ag angegeben, die als intermetallische Verbindungen Schmelzpunkte unterhalb von 500°C aufweisen.

Es ist außerdem bekannt, Halbleiterbauelemente durch Löt- oder Klebverfahren zu montieren oder zu kontaktieren. Während es bei derartigen, durch Löten hergestellten Verbindungen von Nachteil ist, daß diese keiner hohen Temperaturbelastung und nur relativ wenigen Temperaturwechseln ausgesetzt werden können, ist es bei geklebten Verbindungen nachteilig, daß diese nur eine begrenzte Wärmeleitfähigkeit sowie eine relativ geringe Feuchtbeständigkeit aufweisen.

Aus der britischen Patentanmeldung GB 235 642 A ist bekannt, Siliziumscheiben an eine Unterlage aus Mo oder W oder Fe-Ni durch Diffusionslötten mit Hi = Ag und Lo = In oder Sn und einen möglichen Zusatz von Ga zu verbinden.

Aus der deutschen Patentanmeldung DE 43 03 790 A1 wird für das Diffusionslötten als hochschmelzende Komponente (Hi) Ag, Au, Cu, Co, Fe, Mn, Ni, Pd, Pt, Ir, Os, Re, Rh oder Ru und für die niedrigschmelzende Komponente (Lo) Bi, Cd, Ga, In, Pb, Sn oder Zn und speziell Hi = Ag oder Au und Lo = Sn oder In gewählt. Die laterale Strukturierung der Lo-Schicht war vorgesehen und ebenfalls eine dünne Diffusionsbarriere zwischen Hi und Lo um bei der Lagerung eine erhöhte Lebensdauer zu erzielen.

Aus der europ. Patentanmeldung EP 0 365 807 ist das Bonden elektronischer Komponenten an gedruckte Leiterplatten durch Diffusions-Hartlötten im Pb-Sn-System unterhalb des Schmelzpunktes von Sn bei 183,5–210°C bekannt. Außerdem ist aus der Veröffentlichung von G. Izuta et al: "Development of Transient Liquid Phase Soldering Process for LSI Die-Bonding" Proc. 43 rd Electronic Components and Technology Conf., IEEE, June 1993, Orlando, 1012–1016 (1993) bekannt, Leistungsbaulemente mit Leiterplatten zu verbinden. Das Verbinden bei der niedrigen Temperatur von 187°C reduziert die mechanischen Beanspruchungen um mehr als die Hälfte verglichen mit konventionellen Verbindungsverfahren. Die Wiederaufschmelztemperatur der Verbindung wächst bis über 247°C nach Wärmebehandeln der Verbindung für 12 Stunden bei 187°C, was einen zusätzlichen Vorteil der isothermen Erstarrung darstellt.

Die isotherme Erstarrung beinhaltet Verbindungsprozesse, welche einige Vorteile der konventionellen Löt- oder Hartlötverfahren mit dem Verfahren des Diffusionsverbindens (diffusion bonding) gemeinsam haben. Das Diffusionsbindungsverfahren ist in der Veröffentlichung von D.M. Jacobson und G. Humpston in: "Diffusion Soldering", Soldering Surface Mount Technol. 10 (2), 27–32 (1992) beschrieben.

Eine mögliche Anwendung stellt das Amalgamlöten dar. Die verschiedenen Anwendungsbeispiele wie das Befestigen, hermetische Abschießen, Flip-Chip-Befestigen, das Befestigen von Chips auf Glas usw. sind aus der Veröffentlichung von C.A. Mac Cay: "Amalgams for Improved Electronics Interconnection", IEEE Micro, (4), 46–58 (1993) bekannt. Experimentelle Daten für amalgangelötete Verbindungen mit Hi = Ag, Cu, Ni und Lo = Ga sind dort aufgeführt. Diese Materialkombinationen erschöpfen aber keineswegs die thermische Stabilitätsgrenzen anderer Hi-Ga-Kombinationen, wie man aus Tabelle 1 ersieht. Die bisher angegebenen Materialkombinationen sind allerdings hinsichtlich ihrer Flexibilität der Auswahl höherer Wiederaufschmelztemperaturen noch lückenhaft.

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Erzeugung einer zuverlässigen formschlüssigen Verbindung für metallische Oberflächen von Halbleiterkontakten zu schaffen, die bei hohen Wiederaufschmelztemperaturen eine lange Lebensdauer aufweist und eine große Anzahl von Temperaturwechseln übersteht, sowie eine hohe thermische Leitfähigkeit besitzt.

Die Aufgabe wird erfindungsgemäß durch die im Kennzeichen des Anspruchs 1 enthaltenen Verfahrensmerkmale gelöst. Weiterbildungen und Ausgestaltungen der Erfindung sind in den Unteransprüchen enthalten.

Isotherme Erstarrung kann zur Bildung sehr fester Verbindungen bei relativ niedriger Temperatur eingesetzt werden, wobei diese Verbindungen sehr viel höhere Temperaturen aushalten. Das zugrunde liegende Prinzip dieses Verbindungsprozesses besteht darin, daß eine Zwischenschicht aus einem niedrigschmelzenden Metall Lo als Folie oder dünne Beschichtung zwischen den hochschmelzenden Komponenten Hi angeordnet ist. Diese Anordnung wird unter geringem Druck bis zur Verbindungstemperatur  $T_B$  erwärmt, wobei sich eine flüssige Zwischenschicht bildet. Dabei kann entweder der Schmelzpunkt der Schicht Lo überschritten sein oder es findet eine eutektische Reaktion zwischen den Komponenten Lo und Hi statt. Die geschmolzene Zwischenschicht führt

zu einer schnellen Interdiffusion oder Reaktionsdiffusion zwischen  $Lo$  und  $Hi$ . Die folgende Annäherung an den Gleichgewichtszustand resultiert in einer isothermen Erstarrung.

Die festen Phasen, die sich bei  $T_B$  im Verbindungsgebiet bilden, zeigen bei entsprechender Auswahl der Materialien für  $Lo$  und  $Hi$  eine Aufschmelztemperatur oberhalb von  $T_B$ , wobei durch die in der Erfindung aufgeführten Materialkombinationen bestimmte zusätzliche Vorteile erzielbar sind.

Die isotherme Erstarrung ist ein Verfahren mit folgenden Vorteilen: Es ermöglicht eine hohe thermische Stabilität der Verbindung mit einer sehr viel höheren Aufschmelztemperatur  $T_R$  der Verbindung als der ursprünglichen Verbindungstemperatur  $T_B$ , es toleriert einige Oberflächenrauigkeiten infolge des vorübergehenden Auftretens einer flüssigen Phase, es erfordert nur einen relativ kleinen Druck zur Verbindung der Flächen (0,2 bis 5 MPa), und die Verbindungszeiten sind relativ kurz und in der Größenordnung von Minuten, wobei die sehr dünne Verbindungsschicht von typisch unter  $10\ \mu m$  sehr gute mechanische Eigenschaften aufweist. Allerdings müssen die Oberflächen vorher einigermaßen eben sein. Die Verbindung läßt sich allerdings nach dem Erstarren im allgemeinen nicht wieder aufschmelzen, um beispielsweise Reparaturen vorzunehmen. Man wird also dieses Verbindungsverfahren überall dort einsetzen, wo hohe Umgebungstemperaturen den Einsatz der herkömmlichen Verbindungstechniken verhindern.

Das vorübergehende Auftreten einer flüssigen Phase bei relativ tiefen Temperaturen ist für eine gute flächige Verbindung wichtig und kann gleichzeitig thermische Spannungen vermeiden helfen, welche sonst bei Anwendung hoher Temperaturen in die Verbindung eingebracht werden könnten. Darüber hinaus hat die hohe thermische Stabilität der Verbindung neue Möglichkeiten für die folgenden Fertigungsschritte zur Folge, welche nicht mehr in der Temperatur schrittweise abnehmen müßten.

Die zugrunde liegenden metallurgischen Tatsachen und die Erfindung werden nachstehend anhand der Zeichnung näher erläutert.

Dabei zeigt:

Fig. 1 ein schematisches binäres Phasendiagramm zur Demonstration des Prinzips des Diffusionslötens mittels Reaktionsdiffusion,

Fig. 2 ein schematisches binäres Phasendiagramm zur Demonstration des Prinzips des Diffusionshartlötens durch Interdiffusion,

Fig. 3 das Au-In-Phasendiagramm und die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$ ,

Fig. 4 das Ag-In-Phasendiagramm und die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$  und

Fig. 5 ein schematisches Bild einer Schichtstruktur vor und nach dem Diffusionslötens.

Die verschiedenen Verbindungsprozesse, welche die isotherme Erstarrung benutzen, können in drei grundlegende Kategorien eingeteilt werden: Diffusionslötens, Diffusionshartlötens und Amalgamlötens.

Die zugrunde liegende metallurgischen Prinzipien sind am besten mit Hilfe eines schematischen binären Phasendiagramms der elementaren Komponenten  $Hi$  und  $Lo$  zu verstehen.

Die Grundlage des Diffusionslötens ist die Existenz wenigstens einer intermetallischen Komponente, welche als kongruent schmelzende Phase  $HiLo$  in Fig. 1 dargestellt ist.

Die Zusammensetzung in dem Bereich des Systems, welcher von den Diffusionsprozessen während des Aufheizens betroffen ist, wird durch die relativen Anteile der Komponenten  $Hi$  und  $Lo$  gegeben. Diese durchschnittliche Zusammensetzung muß innerhalb des Bereichs des festen Zustandes bei  $T_B$  gewählt werden, welcher das Zweiphasenfeld  $Hi + HiLo$  in Fig. 1 darstellt. Geht man vom ursprünglichen Nichtgleichgewichtszustand des festen  $H +$  flüssigem  $Lo$  bei  $T_B$  aus, wird der Gleichgewichtszustand durch Reaktionsdiffusion und Wachstum der intermetallischen Phase  $HiLo$  an der Grenzfläche zwischen fester Phase  $H$  und der flüssigen Legierung  $L$ . Die isotherme Erstarrung wird durch Aufzehren der flüssigen Phase beendet. Die Aufschmelztemperatur  $T_R$  des Gesamtsystems wird durch die eutektische Schmelztemperatur der Phasen  $Hi + HiLo$  dargestellt, welche oberhalb von  $T_B$  liegt.

Die Gleichgewichtskonzentration des Gesamtsystems wird beispielhaft durch den schwarz ausgefüllten Kreis in der Mitte des Diagramms dargestellt.

Das Diffusionshartlötens erfordert es, daß die Zusammensetzung des Gesamtsystems innerhalb des Bereichs der festen Lösung der hochschmelzenden Komponente  $Hi$  liegt, wie in Fig. 2 dargestellt ist. Eine intermetallische Phase wird nicht benötigt. Die Verbindung wird wieder bei der Temperatur  $T_B$  eingeleitet, indem  $Lo$  schmilzt und sich etwas von der Hochtemperaturphase  $Hi$  in der flüssigen Legierung, des sogenannten Füllers, löst. Die isotherme Erstarrung tritt dann notwendigerweise erst durch Hineindiffusion der Komponente  $Lo$  in die feste Lösung  $H$  ein. In diesem Fall hängt die Wiederaufschmelztemperatur  $T_R$  sehr stark vom Grad der Homogenisierung der Verbindung innerhalb der erstarrten Zwischenlage ab. Der maximale Wert von  $T_R$  wird durch die Solidustemperatur des Gesamtsystems gegeben, wie in Fig. 2 angedeutet. Diese wird nach längerer Wärmebehandlung und Diffusion im festen Zustand erreicht. Es ist ebenso möglich, die Bindung unterhalb des Schmelzpunktes von  $Lo$  aber oberhalb der eutektischen Temperatur von ca.  $550^\circ C$ , wie in Fig. 2, zu erzielen. In diesem Fall beginnt die Flüssigkeit sich an der Berührungsfläche zwischen  $Hi$  und  $Lo$  infolge der eutektischen Reaktion zu bilden. Nach vollständiger Auflösung von  $Lo$  und Verbreiterung der flüssigen Zwischenschicht bis hin zu einem Maximum setzt sich der isotherme Erstarrungsvorgang fort, wie in Fig. 2 dargestellt.

Bei der dritten Variante, dem Amalgamlötens, werden ebenfalls mehrere isotherme Erstarrungsprozesse eine Rolle spielen. Das metallurgische Prinzip des Amalgamlötens ist genau dasselbe wie es in Fig. 1 für das Diffusionslötens erläutert wurde, jedoch ist die Geometrie nicht eine Schichtenstruktur sondern ein Pulver( $Hi$ )-Flüssigkeit( $Lo$ )-Gemisch. Dieses Amalgam muß in verteilter Form zwischen die zu vereinigenden Komponenten gegeben werden, was einen echten Dünnschichtprozeß ausschließt. Die Bezeichnung Amalgamlötens scheint hier angemessen, da der Prozeß typische Eigenschaften des Lötens wie Benetzung und die Bildung intermetallischer Phasen beinhaltet. Die Ausdrücke Diffusionslötens und Diffusionshartlötens sind ebenfalls durch Ähnlichkeiten mit den metallurgischen Prinzipien des Lötens und Hartlötens bedingt. Die Grenzen zwischen Diffusions-

löten und Diffusionshartlöten sind fließend wie man am Diffusions "hartlöten" im Pb-Sn-System bei ungewöhnlich niedrigen Temperaturen von 183,5 bis 210°C oder 187°C sehen kann. Nach zwei Stunden Wärmebehandlung bei 187°C wächst die Aufschmelztemperatur bis über 247°C an.

Die Eigenschaften des Diffusionslötens erscheinen besonders für Anwendungen im Bereich elektronischer Komponenten attraktiv, da die Kombination von typischen Niedrigtemperaturen für das Löten mit den Möglichkeiten einer Dünnschichtpräparation des Verbindungssystems kombinierbar sind. Die folgende Tabelle gibt eine zusammengefaßte Auflistung von veröffentlichten experimentellen Arbeiten.

Obwohl das Amalgamlöten kein Dünnschichtverfahren ist, wurde es für elektronische Verbindungen in den Materialsystemen (Ni, Cu)-Ga, (Ag, Cu)-Ga und (Ag, Ni)-Ga verwendet. Ein Überblick über die bisher bekannten Materialsysteme für das Diffusionshartlöten zeigt, daß diese Studien nicht für elektronische Anwendungen gedacht sind.

Anhand der Tabelle 1 werden nun einige spezielle Punkte bezüglich der Reaktionsraten, der mechanischen Eigenschaften und des Drucks, bei dem die Verbindung stattfindet, sowie die Einzelheiten zur Herstellung dünner Schichten diskutiert.

Die Reaktionsraten mit der flüssigen Phase nehmen in der Folge Au-In, Ag-In und Cu-In ab. Die Ni-Sn-Reaktion ist 1,5 bis 2mal langsamer als die Cu-Sn-Reaktion, wie sich anhand der Messung des Verbrauchs der Schmelze und der Wachstumsrate der intermetallischen Verbindungen herausgestellt hat. Die Cu-Sn-Verbindungen sind nach 30 Sekunden noch teilweise flüssig und nach 4 Minuten bei 280°C vollkommen durch Reaktion verfestigt.

Tabelle 1

Materialkombinationen für das Diffusionslöten.

Substrat (Hi)	Füller (Lo)	Fügeparameter	Wiederaufschmelz- temperatur
Ag	In	300°C, 60 min	150-950°C
Ag, Hi (Hi = Au, Cu, Ni, Fe-Ni)	In	300°C, 30-60 min	
Ag	In	175°C, 120 min, 0.3 MPa	>660°C, 900°C
Ag	In, Sn	300°C, 30-60 min	590-950°C
Ag	In, Sn	150°C	<150°C
Ag	Sn	275°C, 60 min, 1 MPa	>480°C, 500°C
Ag	Sn	275-325°C, 2-6 min, 17-50 MPa	
Au	Hg	50°C	>310°C
Au	In	300°C, 60 min	400-800°C
Au	In	160-240°C, 1-10 min, 8-25 MPa	
Au	In	200°C, 10 min, 0.41 MPa	459°C ± 5°C
Au	Sn	260°C, 10 min	
Cu	In	300°C, 60 min	500-800°C
Cu	Sn	280-305°C, 0.5 - 60 min, 3 MPa	>500°C, <800°C
Cu	Sn	240-330°C	
Cu	Sn	280°C, 0.2 - 10 min, 0.2 MPa	
Ni	In	200-260°C, 1-3 MPa	
Ni	Sn	200-260°C, 1-3 MPa	
Ni	Sn	240-330°C	
Ni	Sn	295°C, 0.2 - 10 min, 0.2 MPa	

Die niedrigschmelzende Komponente sind Sn-Schichten von 0,5 bis 2 µm Dicke, welche mit Elektronenstrahlverdampfung auf beiden Seiten des Kupfersubstrates aufgebracht wurden. Die Zerreißfestigkeit ("Zugfestigkeit") wächst bei solchen Proben von 16 auf 36 MPa. Die Zerreißfestigkeit der Ni-Sn-Verbindung erreicht einen konstanten Wert von 38 MPa nach einer Minute oder einer etwas längeren Abbindezeit.

Die Scherfestigkeit der Ag-In-Verbindung ist nach der Bildung der Ag<sub>2</sub>In-Phase 62 MPa, welche wesentlich höher ist als die Stärke einer konventionellen Ag-In-Lötverbindung von ca. 8 MPa. Die gemessenen Scherspannungen von diffusionsgelöteten Verbindungen im Ag-Sn-System, welche die duktile Ag<sub>3</sub>Sn-Phase enthalten, ist nahe bei 23 MPa, welches dem Wert für normalgelötete Ag-Sn-Verbindungen entspricht. Bei längerem Aufheizen jedoch nähert sich die Mikrostruktur der diffusionsgelöteten Verbindung der einer festen Lösung von Silber und man erwartet das Ansteigen der Scherfestigkeit bis zu einem Maximalwert von 75 MPa. Als Fazit kann festgehalten werden, daß die mechanischen Eigenschaften von diffusionsgelöteten Verbindungen, die der konventionell gelöteten weit übertreffen und auch die Anforderungen in der Elektronikindustrie übererfüllen, wobei noch eine Reserve in Richtung Hochtemperaturstabilität vorhanden ist.

Die festgestellten Anpreßdrücke zwischen den Fügepartnern sind normalerweise niedrig und liegen in der Gegend von 0,2 bis 3 MPa. Die berechnete Volumenschrumpfung während der Bildung der intermetallischen Phasen beträgt 12% für Ni-Sn und nur 0,7% für Cu-Sn, wobei Poren gelegentlich bei der Ni-Sn-Verbindung beobachtet wurden. Die Poren konnten durch Anwendung größerer Drücke nicht vermieden werden, da oberhalb von 0,3 MPa das flüssige Zinn aus der Verbindungsregion weggedrückt wird. Die Verbindungen werden vorzugsweise in reduzierender Gasatmosphäre durchgeführt. Man verwendet auch Vakuum, Inertgase oder Luft. Die Oxidation der aufgetragenen Schichten der Verbindungskomponenten kann während der Lagerung Probleme hervorrufen. Eine zusätzliche Oxidation während der Verbindung kann beim Bonden durch eine Luftschicht zwischen ungenügend planan Verbindungsflächen hervorgerufen werden. Eine Oxidhaut auf der niedrigschmelzenden Komponente oder eine Oxidschicht an der freien Oberfläche der hochschmelzenden Komponente kann schließlich die Benetzung verhindern, womit die Verbindung nicht zustande kommt.

Es hat sich herausgestellt, daß die Präparation dünner Schichten der Lo-Komponente ein entscheidender Schritt ist. Gesputtertes Zinn bildet Inseln auf der Kupferschicht, welche nicht besonders gut für das Diffusionslöten geeignet sind.

Galvanisch aufgetragene (elektroplattierte) Sn-Schichten von 3 µm Dicke können benutzt werden, obwohl sie teilweise porös aufwachsen. Am besten scheinen noch elektronenstrahlverdampfte Sn-Schichten von 0,5 bis 2 µm Schichtdicke zu sein. Eine kompliziertere Struktur beinhaltet eine Goldschuttschicht auf der In-Schicht. Diese Oxidationsschutzschicht ermöglicht die Handhabung und Lagerung in Luft.

Um die Tabelle 1 auf eine kurze Form zu bringen, kann man sagen, daß die Materialkombinationen Ag, Au, Cu oder Ni als Hi-Komponente mit In oder Sn als Lo-Komponente bereits sehr ausgiebig untersucht worden und damit Stand der Technik sind, wobei Fe und Hg nur Sonderfälle darstellen. Mechanische Festigkeit und thermische Stabilität der Verbindungen können extrem hoch sein. Die Systeme, die in der Literatur favorisiert werden, sind Ag-Sn, Au-In, Cu-Sn und Ni-Sn.

Im folgenden wird ein zusammenfassender Überblick über die Auswahlkriterien für die bekannten Materialkombinationen (Ag, Au) -In gegeben, mit Gold und Silber als hochschmelzend und Indium als niedrigschmelzendem Metall. Diese Materialien dienen hier nur zur Veranschaulichung der Grundgedanken. Es ist eine Schlüsseleigenschaft des Diffusionslötens und allgemein der isothermen Erstarrung, daß die Lo-Komponente beinahe unabhängig von der Hi-Komponente gewählt wird. Das liegt daran, daß die Bindetemperatur gewöhnlich durch den Schmelzpunkt der Lo-Komponente begrenzt wird und nicht wie beim gewöhnlichen Löten durch eine eutektische Reaktion mit einer anderen Komponente. Deshalb ist es sehr leicht, alle niedrigschmelzenden Metalle für eine zu wählende Fügetemperatur anzugeben.

Indium, Zinn und Wismut sind passende Kandidaten für das Diffusionslöten, wobei Gallium der prominenteste Kandidat für das Almagamlöten ist, während es in der Form dünner Filme nur schwer zu handhaben ist. Quecksilber, Thallium, Kadmium oder Blei scheiden wegen ihrer Giftigkeit aus. Das entscheidende Kriterium für eine erste Auswahl von Materialkombinationen Hi-Lo ist die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$  der Verbindung. Sie ist hier aus dem Hi-Lo-Phasendiagramm als die minimale solidus-eutektische oder peritektische Temperatur definiert, die in dem Verbindungsbereich zwischen reinem Hi und der ersten intermetallischen Phase auftritt, welche beim Diffusionslöten gebildet wird. Das wird anhand praktischer Beispiele, wie Au-In und Ag-In anhand der Fig. 3 und 4 erläutert. Die erste intermetallische Phase im Au-In-System ist die AuIn<sub>2</sub>-Verbindung, wie aus der Fig. 3 ersichtlich ist. Direkt nach dem Verbinden und der vollständigen Aufzehrung der indiumreichen Flüssigphase, werden praktisch nur die Phasen AuIn<sub>2</sub> und restliches Gold im metallographischen Schliffbild der Verbindung nachgewiesen. Dennoch ist die minimale Aufschmelztemperatur dieser Struktur nicht der Schmelzpunkt von AuIn<sub>2</sub> bei 540,7°C. Das liegt daran, daß nach langsamem Heizen alle anderen intermetallischen Phasen eine Nichtgleichgewichtszone zwischen Au und AuIn<sub>2</sub> bilden. Diese Phasen können in ultradünnen Schichten vorhanden sein, welche dem Nachweis entgehen. Diese Phasen bilden evtl. die niedrigste eutektische Zusammensetzung und werden zuerst flüssig und verursachen daher das Aufschmelzen der Verbindung. Diese sind Gamma und Psi bei  $T_R = 454^\circ\text{C}$ , wie in Fig. 3 dargestellt. Diese Betrachtung wird experimentell durch die gemessene Temperatur der Auflösung der mechanischen Verbindung bei  $459 \pm 5^\circ\text{C}$  bestätigt.

Das zweite wichtige Beispiel ist das Ag-In-System nach Fig. 4. Die erste intermetallische Phase, welche nach Diffusionslöten etwas oberhalb des Indiumschmelzpunktes gebildet wird, ist AgIn<sub>2</sub>. Diese Phase zerfällt in einer peritektischen Reaktion bei nur  $166^\circ\text{C}$  in L + Gamma, welche den theoretischen Wert von  $T_R$  darstellt. Jedoch bildet sich durch Diffusionslöten oberhalb von  $166^\circ\text{C}$ , etwa bei  $175^\circ\text{C}$ , die Gammaphase (Ag-In) direkt aus der Schmelze als homogene Schicht, welche sogar nach ausgedehnten Lagerungszeiten bei  $200^\circ\text{C}$  stabil ist. Diese Phase transformiert sich bei  $281^\circ\text{C}$  in die Zetaphase (Ag<sub>3</sub>In).

Obwohl das Aufschmelzen dieser Phase nach Fig. 4 bei  $660^\circ\text{C}$  erwartet wird, bleibt die Verbindung bis über  $900^\circ\text{C}$  stabil. Das liegt wahrscheinlich an der beschleunigten Festkörperdiffusion von Indium während des Aufheizens der Probe und während der Transformation der intermetallischen Phasen in die feste Lösung (von Ag). Das Ag-In-System ist ein weiteres Beispiel für die fließenden Grenzen zwischen Diffusionslötens (Bildung intermetallischer Verbindungen) und Diffusionshartlötens (wobei eine feste Lösung gebildet wird), wie es in den



Fig. 1 und 2 dargestellt ist. Der grundlegende Unterschied zwischen eutektischen Reaktionen wie in Au-In und Systemen, welche durch peritektische Reaktionen wie Ag-In charakterisiert sind, ist der, daß die letztere eine einfache Erhöhung der Aufschmelztemperatur ermöglicht, indem bei höherer Temperatur gebondet wird. Dieser fundamentale Unterschied ist wichtig für die Interpretation der Berechnung der minimalen Aufschmelztemperatur, welche in Tabelle 2 wiedergegeben ist. Diese Aufstellung ist insofern umfassend, als sie außer den für das Lötten bisher verwendeten hochschmelzenden Metalle (Cu, Ag, Au, Ni) auch die erfindungsgemäßen Übergangsmetalle der Gruppe IV b (Ti, Zr, Hf) bis zur Gruppe VIII b und zusätzlich die relevanten Elemente Al, Si und Ge erfaßt. Diese sind mit passenden Lo-Komponenten kombinierbar.

Für eine große Zahl von Kombinationen, welche mit dem Begriff eutektisch gekennzeichnet sind, gibt es keine intermetallischen Phasen. Sie sind also unbrauchbar für Diffusions- oder Amalgamlöten. Sie sind ebenfalls unbrauchbar für das Diffusionslötten in Bezug auf die sehr geringe Breite des Bereichs der festen Lösung des meist degenerierten eutektischen Systems. Die Hi-Elemente, welche definitiv keine Verbindungen mittels der isothermen Erstarrung für irgendeine Kombination zulassen, sind Aluminium, Silizium und Germanium.

Sehr vielversprechende und nach der Erfindung bevorzugte Kombinationen sind in Tabelle 2 hervorgehoben. Nicht nur daß  $T_R$  wesentlich über die mögliche Bindetemperatur für diese Kombinationen erhöht ist, wird die Löslichkeit und die Mischbarkeit bei höheren Temperaturen noch besonders begünstigt. Es geht daraus hervor, daß Gallium und Zinn die vielseitigsten Lo-Elemente mit der höchsten Zahl der hervorgehobenen Einträge in Tabelle 2 sind.

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle 2

Minimale Wiederaufschmelztemperatur  $T_R$  in °C von Hi-Lo-Materialkombinationen (Lo = Ga, In, Sn und Bi).  
Bevorzugte Kombinationen sind hervorgehoben.

Hi	Ga	In	Sn	Bi
Ag	300	166	480	eutectic
Al	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Au	339	454	252	371
Co	855	490	525	eutectic
Cr	700	?	eutectic	eutectic
Cu	254	440	415	eutectic
Fe	824	eutectic	513	eutectic
Ge	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Hf	1380	?	1530	?
Ir	?	?	?	550 (?)
Mn	410	910	549	355
Mo	835	eutectic	800	eutectic
Nb	1120	475 (?)	835	eutectic
Ni	363	420	794	469
Os	?	?	eutectic	eutectic
Pd	209	664	295	485
Pt	290	894	522	660
Re	eutectic	?	eutectic	eutectic
Rh	?	?	720	460
Ru	?	?	1150	eutectic
Si	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Ta	?	eutectic	?	eutectic
Ti	?	796	1475	1300
V	500	eutectic	756	eutectic
W	eutectic	?	eutectic	eutectic
Zr	1275	> 800	1142	714

Indium hat seine speziellen Vorteile für ausgewählte Hi-Elemente wie Au, Mn, Pd und Pt. Wismut paßt oft nicht, es hat die höchste Zahl von Einträgen mit der Bezeichnung eutektisch. Darüber hinaus gibt es keine hervorgehobene Kombination, bei der Wismut nicht vorteilhaft durch Ga, In oder Sn ersetzt werden könnte. Es ist daraus zu schließen, daß weitere Anwendungen sich auf Gallium als Mittel zum Amalgamlöten bezeichnen werden, sowie auf Indium und Zinn für das Diffusionslöten. Sieht man sich die Hi-Elemente an, so sind alle Metalle der ersten Nebengruppe (Cu, Ag, Au) bindungsfähig, ebenso die Metalle der letzten Reihe der achten Nebengruppe (Ni, Pd, Pt) mit sogar höheren Werten von  $T_R$ . Außerordentlich hohe Werte von  $T_R$  können mit

den Übergangsmetallen der vierten Nebengruppe (Ti, Zr, Hf) erreicht werden. Spitzenwerte sind 1530°C (Hf-Sn) und 1475°C (Ti-Sn). Sehr vielversprechende System für elektronische Anwendungen beinhalten diese Metalle im Hinblick auf Oxidations- oder Korrosionswiderstand: Ag-Sn, Au-In, Cu-Sn, Ni-Sn, Ni-In, Pd-In, Pt-In, Pt-Sn. In der Literatur werden nur Systeme mit Ag, Au, Cu und Ni behandelt.

Im folgenden werden einige allgemeine Grundlagen der Erfindung erläutert. Sehr interessant für neue Anwendungen sind die Systeme mit Titan und Molybdän (möglicherweise ebenfalls Zr und Hf) in Anbetracht ihrer Verwendung in Hochtemperatur-Prozeßschritten bei der Herstellung von Halbleiterbauelementen, nämlich Ti-Sn und Mo-Sn.

Der Zusatz eines dritten Elements zu den Diffusionslötssystemen eröffnet einen neuen Freiheitsgrad, der dazu benutzt werden kann, zusätzliche Vorteile zu erzielen. Solche zusätzlichen Vorteile sind Schutzschichten, Haftschichten, mikrostrukturelle Beeinflussungen usw. Der Einfluß eines dritten Elements kann allerdings durch die Wechselwirkung mit einem unerwünschten Element, beispielsweise Aluminium von einer Metallisierungsschicht, aufgehoben werden.

Der zusätzliche Aufwand, ein vielschichtiges System für das Diffusionslöten zu schaffen, kann nur durch spezielle Vorteile gerechtfertigt werden. Zu den Basismetallen kommt im allgemeinen noch eine Reihe von Hilfsschichten hinzu, die als Diffusionssperre oder Korrosionsschutz oder aber der besseren Haftung dienen.

Korrosionsschutzschichten bestehen aus einem Edelmetall (vorzugsweise Gold) und können oberhalb der Lo-Komponente (und natürlich auch der Hi-Komponente) angebracht werden, um die Oxidation der aktiven Oberflächen zu verhindern. Oxidierte Oberflächen verhindern die Benetzung wenn sie nicht mechanisch zerstört werden. Durch eine angepaßte Bedeckung können die empfindlichen Schichten vor dem Bonden eine längere Zeit gelagert werden.

In vielen Applikationen werden diese Komponenten auf die zu verbindenden Teile wie Halbleiterchip und Substrat aufgebracht. Dazu sind oft Adhäsionsschichten notwendig und können in den Bindungsprozeß einbezogen werden.

Außerdem werden Diffusionsbarrieren zur Verhinderung der Interdiffusion der aktiven Bestandteile benötigt. Ohne diese würden die Komponenten vor der Verwendung vorzeitig reagieren. Außerdem können diese Barrieren dazu benutzt werden, die Diffusion störender Elemente von der Verbindungszone in aktive Halbleiterregionen zu unterbinden. Das Herabsetzen der Erstarrungszeit — das ist die Minimalabbindungszeit — kann ein wichtiges Ziel zur Verbesserung der Durchlaufzeit im Verfahren sein. Dies kann man natürlich dadurch erreichen, daß die Hi-Lo-Kombination so gewählt wird, daß die intermetallische Phase eine höhere Wachstumsrate besitzt oder indem man die Abbinde-temperatur erhöht. Dies ist aber nicht immer anwendbar und ein praktischer Weg ist die Erniedrigung der aktiven Schichtdicke. Da die Wachstumsraten in diesen Systemen oft einem parabolischen Wachstumsgesetz folgen, ergibt das Herabsetzen der Schichtdicke der aktiven Lo-Komponente um den Faktor 1/2 eine Reduktion der Erstarrungszeit um den Faktor 1/4. Da ein unterer Grenzwert für die aktive Schichtdicke durch die Oberflächenrauigkeit oder die Krümmung der zu fügenden Teile gegeben ist, kann man sich damit behelfen, die aktive Schicht über benachbarte oder sich mehrfach wiederholende Schichten zu verteilen.

Eine der wichtigen Anwendungen der isothermen Erstarrung betrifft die Befestigung von Leistungshalbleitern auf Substraten, die als Wärmesenke vorgesehen sind. Hier gibt es Schwierigkeiten mit großflächigen Bauelementen oberhalb von 75 mm Durchmesser. Es konnte zwar bereits gezeigt werden, daß eine erfolgreichste Lösung durch Diffusionslöten mit Systemen wie Ag-Sn oder Ag-In erzielt werden kann, die Wiederaufschmelzungstemperatur dieser Lote ist aber noch zu niedrig und begrenzt vor allem die maximal möglichen Prozeßtemperaturen bei der Weiterverarbeitung der Chips.

Im folgenden wird die Erfindung anhand von Beispielen erläutert.

#### Beispiel 1

Eine sehr innovative Anwendung der vorerwähnten Ergebnisse zusammen mit neuen Überlegungen ist die Befestigung unmetallisierter Halbleiter aus Si oder SiC mit speziellen Diffusionslötssystemen, welche extrem hohen Temperaturen widerstehen können. Das erlaubt es, nachfolgende Herstellungsprozesse der vereinigten Teile vollkommen neu zu gestalten. In Fig. 5 ist ein solches Beispiel mit einem aktiven Ti-Sn-System dargestellt, welches direkt auf die Siliziumscheibe aufgebracht ist. Nach dem Diffusionslöten bei 250—300°C bildet sich die Ti/Ti<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>-Verbindung, welche bis 1475°C vollkommen fest bleibt. Diese Temperatur liegt oberhalb des Schmelzpunktes von Silizium. In der Tat ist die thermische Stabilität dieser Verbindung durch die Si/Ti-Grenzfläche limitiert, welche in vielen Verfahren der Halbleiterherstellung auftritt.

Bei ungefähr 800°C erwartet man die Bildung von Ti-Siliziden an der Ti/Si-Grenzfläche als Festkörperreaktion. Das Eutektikum im Ti-Si-System produziert eine Flüssigphase bei 1330°C. Die Existenz einer Titanschicht nach dem Diffusionslöten ist für die thermische Stabilität des Gesamtsystems wichtig, damit ein direkter Kontakt zwischen Ti<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> und Si vermieden wird.

Zusätzliche Vorteile des Diffusionslötens von Silizium mit dem Ti-Sn-System sind die, daß Zinn einen sehr niedrigen Diffusionskoeffizienten im Silizium besitzt. Er ist niedriger als der von Indium und Gallium und weiterhin ist Sn elektrisch neutral, selbst bei Diffusion in das Silizium. Die chemische Aktivität von Zinn ist durch die Bildung der Ti<sub>6</sub>/Sn<sub>5</sub>-Verbindung stark reduziert und damit auch die Triebkraft für die Diffusion in das Silizium. Titan ist als Standardelement für Halbleiterprozesse bekannt. Diese Eigenschaften zeigen, daß das Ti-Sn/Si-System für nachfolgende Hochtemperatur-Halbleiterprozesse sehr interessant ist.

Die Fig. 5 zeigt einen schematischen Querschnitt durch die Schichtstrukturen vor und nach dem Diffusionslöten zweier Halbleiterscheiben. Die Verbindung wird bei 250—300°C gebildet und ist bis 1475°C stabil. Eine oder beide Seiten einer der Siliziumscheiben kann auch durch SiC ersetzt werden. Das resultiert aus der bekannten

guten Adhäsion von Titan auf SiC, für das Verbinden von SiC an Si oder an SiC mit dem Ti-Sn-System. Auf eine oder beide Seiten der Siliziumscheiben in Fig. 5 kann eine Zwischenschicht aus SiO<sub>2</sub> eingeführt werden, um eine Folge Si/SiO<sub>2</sub>/Ti/Sn zu bilden. Gestützt auf die gute Adhäsion von Titan auf SiO<sub>2</sub> bildet dieses eine elektrisch isolierende Verbindung. Andere Isolationsschichten wie Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> sind ebenso möglich.

Die so beschriebene Verbindung kann wiederholt werden, um einen Stapel von mehreren Halbleiterscheiben aufzubauen. Die Ti-Sn-Verbindung zwischen je zwei Halbleiterscheiben kann in einem einzigen Schritt oder nacheinander hergestellt werden. Damit hat man einen neuen Freiheitsgrad im Herstellungsverfahren. Die niedrige Verbindungstemperatur von 250°C und die folgende hohe thermische Stabilität sind für die jeweils folgende Bildung zusätzlicher Verbindungen von großem Vorteil.

#### Beispiel 2

Eine vergrabene elektrisch leitfähige Schicht kann mit dieser Methode ebenfalls hergestellt werden. Nach dem Diffusionslöten von Si/Ti/Sn (oben) an Sn/Ti/SiO<sub>2</sub>/Si (unten) entsteht die Struktur Si/Ti/Ti<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>Ti/SiO<sub>2</sub>/Si (unten). Der obere Si-Wafer kann anschließend auf die erforderliche Dicke gedünnt werden.

Für beide Beispiele kann die Schichtdicke aus Fig. 5 modifiziert werden muß, wobei beachtet werden muß, daß eine Restschicht von unreaktiertem Titan nach der vollständigen isothermen Verfestigung vorhanden sein muß. Die Abscheidung der Schichten geschieht vorzugsweise durch PVD (durch Verdampfen oder Sputtern) ohne das Vakuum zu unterbrechen. Die Titanschicht wird daher auch nicht dem atmosphärischen Sauerstoff ausgesetzt. Die Verbindung wird bei einem möglichst geringen Druck von 0,2–5 MPa in einem Vakuumofen durchgeführt. Damit werden Gaseinschlüsse und Oxidation an der Sn/Sn-Grenzfläche zu vermeiden. Die Heizrate bis zum Schmelzpunkt von Zinn wird so hoch gewählt, daß ein schnelles Schmelzen und Benetzen der Grenzflächen sichergestellt ist und eine vorzeitige Ti/Sn-Reaktion während des Aufheizens vermieden wird. Die Haltezeit für die isotherme Erstarrung liegt bei 250–300°C und sollte in der Größenordnung von 1–10 min. liegen, was etwas von der Gesamtdicke der Zinnschichten abhängt.

#### Beispiel 3

Andere Materialien sind ebenfalls möglich. Neben Ti wären zunächst Mo, W und Ta attraktive Hi-Komponenten. Von diesen sind W und Ta nicht für das Diffusionslöten geeignet, wie die Tabelle 2 ausweist. Daher bleibt neben dem System Mo-Sn noch das System Ti-In mit der relativ niedrigen Wiederaufschmelztemperatur von ca. 800°C übrig. Höhere Wiederaufschmelztemperaturen erzielt man mit Hf-Sn (1530°C) und Zr-Sn (1142°C), jedoch sind Hf und Zr in der Halbleiterherstellung nicht Standardmetalle und sind relativ schwierig zu handhaben. Im Vergleich zu Ti besitzen sie eine höhere Sauerstoffaffinität. Dieser Vergleich zeigt die hervorragenden Eigenschaften des Ti-Sn-Systems.

Die Durchführung der Diffusionslötung mit den nach der Erfindung bevorzugten Materialien findet im allgemeinen in einem Vakuumofen statt. Metallisierte Halbleiter (vorzugsweise Si oder SiC) werden mit anderen metallisierten Halbleitern (vorzugsweise Si oder SiC) oder mit einem metallisiertes Substrat (Keramiken wie Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN, SiC oder Metallen wie Mo, W, Cu, Fe-Ni) verbunden. Die Metallisierungen enthalten eine oder mehrere Hi-Komponenten und eine oder mehrere Lo-Komponenten und zusätzlich mögliche Adhäsionsvermittler und Schutzschichten. Die Verbindung mittels Diffusionslöten erweist sich zusammen mit einer guten thermischen und elektrischen Leitfähigkeit als thermisch sehr stabil und mechanisch sehr zuverlässig.

Zur Durchführung des Verfahrens ist grundsätzlich zu beachten, daß die Hi-Komponente und die Lo-Komponente aus Tabelle 2 zu entnehmen sind, welche auf einer sorgfältigen und vollständigen metallurgischen Untersuchung beruht.

Die sogenannte Flip-Chip-Verbindung von Halbleitern für die Befestigung und die örtliche elektrische Verbindung in einem Schritt wird durch eine vorgegebene Anordnung von Verbindungen hergestellt. Die vorerwähnten Vorschläge gelten auch für diese Technologie, wenn die entsprechenden lateralen Strukturen der Metallisierung vorher durchgeführt wurden. Zur selbstjustierenden Verbindung werden in üblicher Weise kuppenartige Strukturen verwendet. Dazu wird die Hi-Komponente oder aber die zugrunde liegende Metallisierung, welche nicht an dem Diffusionslötprozeß teilnimmt, mit größerer Schichtdicke hergestellt.

Das Amalgamlöten betrifft das mechanische und/oder elektrische Verbinden eines Halbleiters an eine metallische oder keramische Scheibe oder eine Halbleiterunterlage. Ein in relativ dicker Schicht aufgetragener Amalgamfüller wird in seiner halbflüssigen Form aufgetragen. Bevorzugt werden die Metalle der ersten (Ag, Au, Cu) oder der achten Nebengruppe (Ni, Pd, Pt) mit Ga amalgamiert. Für eine Verbindung mit sehr viel höherer thermischer Stabilität wird vorgeschlagen, Ga-basierte Amalgame mit Hi = Co, Cr, Fe, Mo und V zu benutzen. Die Wiederaufschmelztemperaturen sind oberhalb von 700°C mit Ausnahme von Vanadium (500°C), wie in Tabelle 2 dargestellt. Die höchsten Aufschmelztemperaturen, welche oberhalb von 1120°C liegen, werden mit den niedrigen Übergangsmetallen Hf, Nb und Zr erzielt; jedoch muß man sehr vorsichtig sein, um eine Oxidation dieser Metallpulver vor und während des Mischens mit flüssigem Gallium zu verhindern.

#### Patentansprüche

1. Verfahren zur Erzeugung einer temperaturstabilen Verbindung von zwei Körpern, zwischen denen eine Schicht aus einem höherschmelzendem (Hi) und eine weitere aus demgegenüber niedrigschmelzendem Metall (Lo) angeordnet wird, wobei das höherschmelzende Metall (Hi) und die niedrigschmelzende Metallkomponente (Lo) in Berührung gebracht und durch Erwärmen auf die Verbindungstemperatur (T<sub>B</sub>) unter einem vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruckverlauf derart erwärmt werden, daß die zuerst flüssig-

- werdende Komponente (Lo) die Fügeoberflächen benetzt, und wobei durch Diffusion der flüssigen (Lo) in die höherschmelzende Komponente (Hi) eine intermetallische Phase vom Material der niedrigschmelzenden Zwischenschicht (Lo) und der höherschmelzenden Komponente gebildet wird, wobei die niedrigschmelzende Komponente (Lo) durch Diffusion und Bildung einer neuen Komponente (Hi-Lo) verbraucht wird, und wobei nach Verbrauch der geschmolzenen Anteile diese eine Schicht mit wesentlich höherem Schmelzpunkt ( $T_R$ ) bilden als die niedrigschmelzende Komponente (Lo) und dadurch eine stabile form-schlüssige Verbindung gebildet wird, dadurch gekennzeichnet, daß für die Hi-Komponente eines der Metalle der vierten bis achten Nebengruppe des Periodensystems ausgewählt und auf einer Halbleiterscheibe als erstem Körper aufgebracht wird und ein niedrigschmelzendes Metall (Lo) der dritten oder vierten Hauptgruppe des Periodensystems auf einem Substrat als zweitem Körper aufgebracht und, nachdem es mit dem Metall (Hi) auf der Halbleiterscheibe in Berührung gebracht wurde, aufgeschmolzen wird.
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß als niedrigschmelzende Komponente (Lo) Metalle mit einem Schmelzpunkt unter  $450^\circ\text{C}$  wie Bi, Ga, In, Pb oder Sn verwendet werden.
3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß auf einem Körper, d. h. Substrat oder Halbleiter, zunächst eine Haftschrift für die nachfolgende Schicht abgeschieden wird.
4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß sowohl auf dem Substrat, als auch auf dem Halbleiter zunächst die höherschmelzende Schicht (Hi) und darauf die niedrigschmelzende Schicht (Lo) abgeschieden wird.
5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß eine niedrigschmelzende Schicht (Lo) aus Sn besteht und mit einer Schicht (Hi) aus einem der Metalle Co, Fe, Hf, Mn, Mo, Nb, Pt, Rh, Ru, V oder Zr kombiniert wird.
6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß die niedrigschmelzende Schicht (Lo) aus Indium besteht und mit einer hochschmelzenden Schicht (Hi) aus Mn, Pd, Pt, Ti oder Zr kombiniert wird.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß zum Schutz der Schicht (Lo) gegen Oxidation auf dieser eine Schicht aus einem edleren Metall abgeschieden wird.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß auf dem Substrat und/oder der Halbleiterscheibe eine Diffusionsschutzschicht abgeschieden wird.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß die Schutz- bzw. Diffusionsspererschicht aus dem gleichen Material besteht wie die Schicht aus dem hochschmelzenden Material (Hi).
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5 oder 7 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß als höherschmelzende Halbleiter- oder Substratmetallisierung (Hi) Ti in Verbindung mit der niedrigschmelzenden Komponente (Lo) Sn verwendet wird.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 10, dadurch gekennzeichnet, daß die höherschmelzende Halbleitermetallisierung (Hi) in zwei Schichten oberhalb und unterhalb der niedrigschmelzenden Schicht (Lo) aufgebracht wird.

Hierzu 5 Seite(n) Zeichnungen

40

45

50

55

60

65

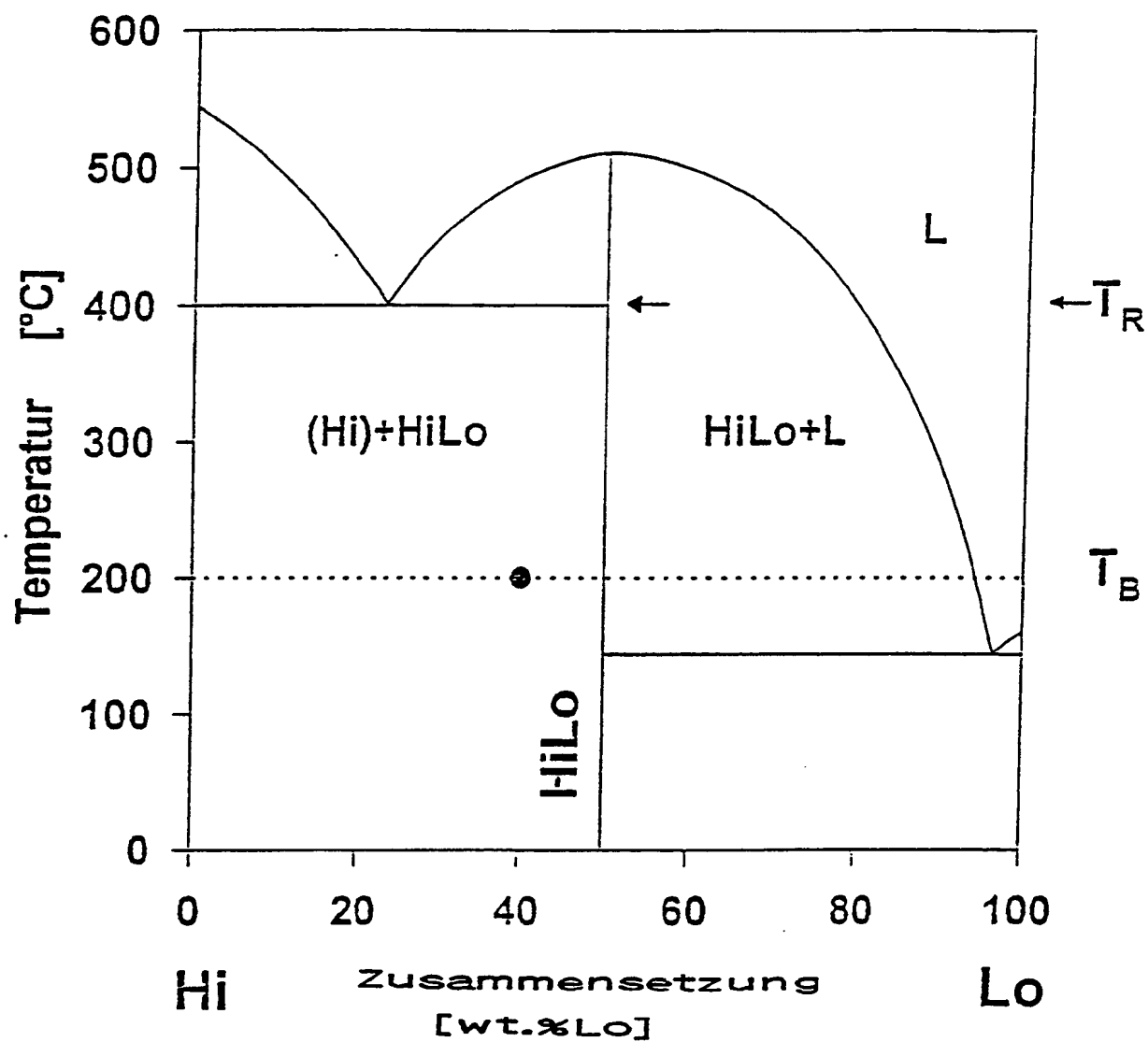


Fig. 1

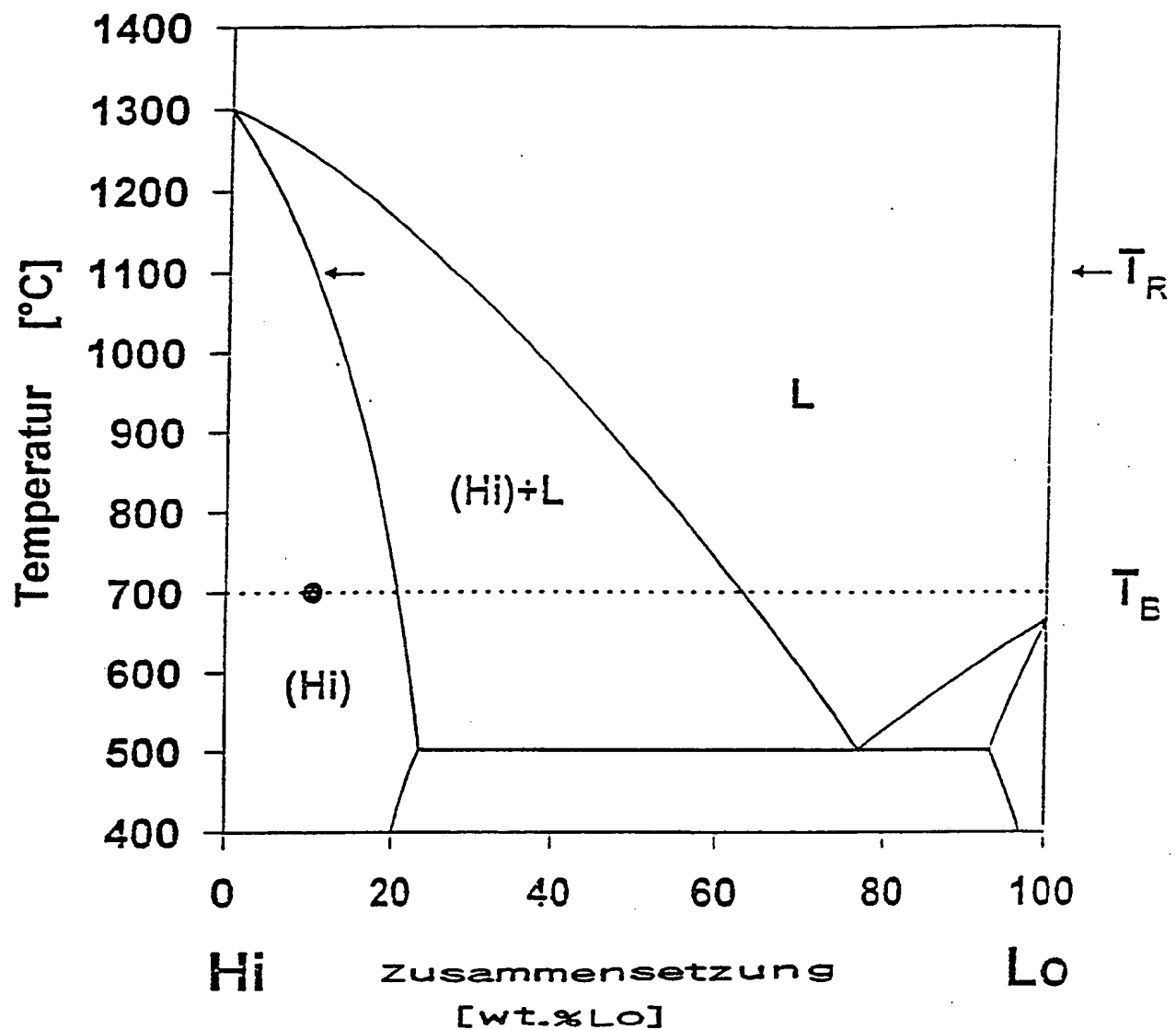


Fig. 2

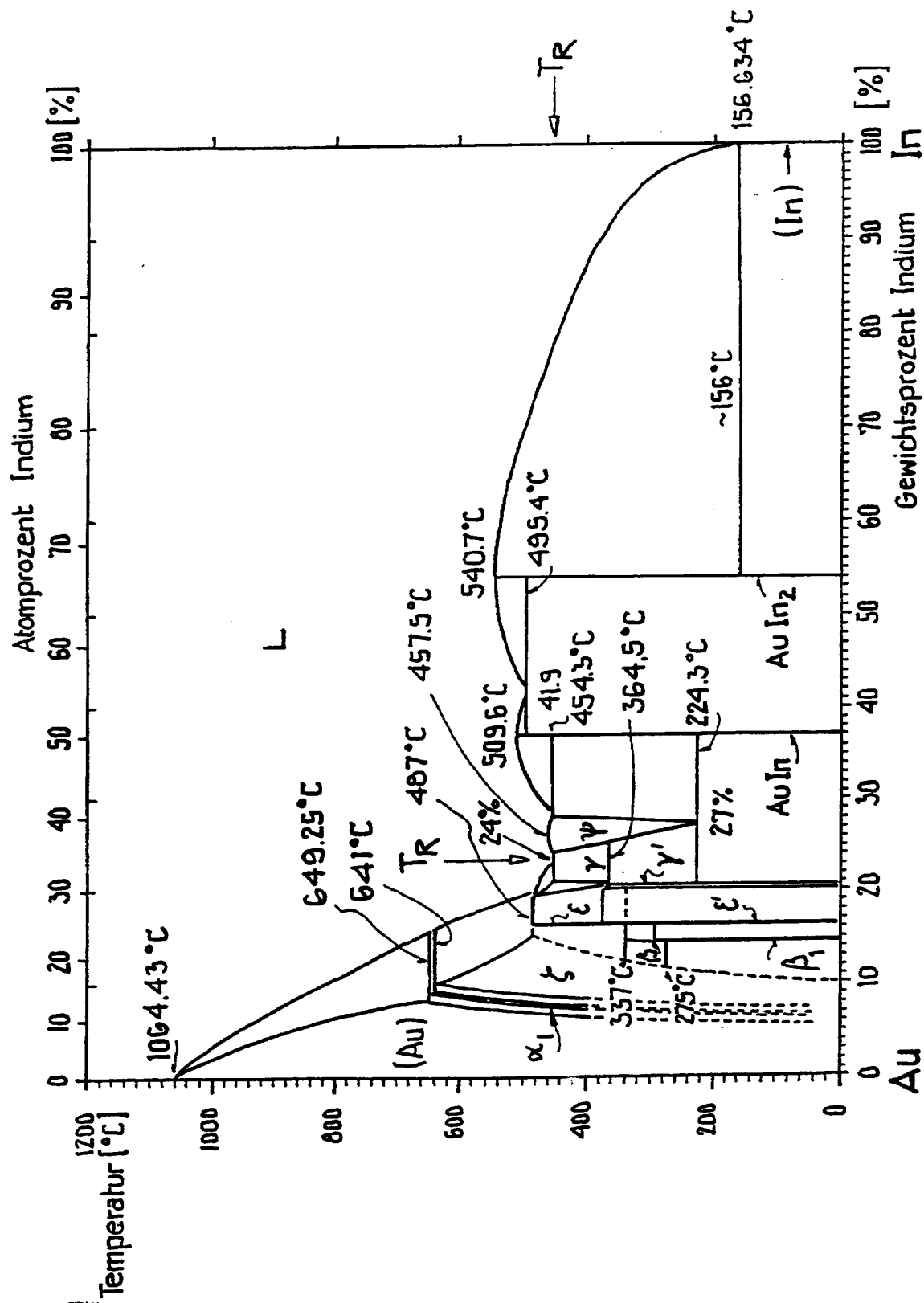


FIG.3



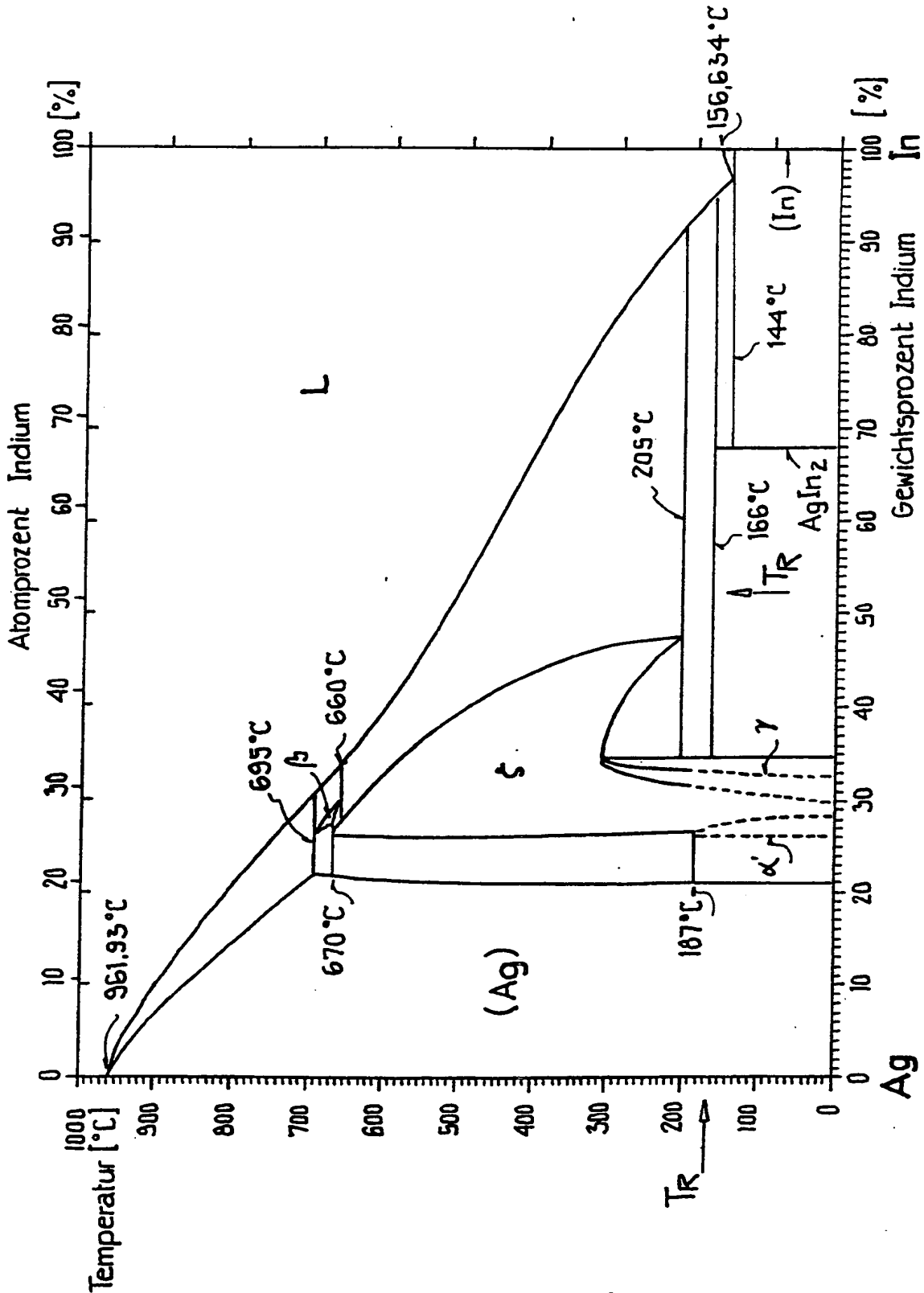
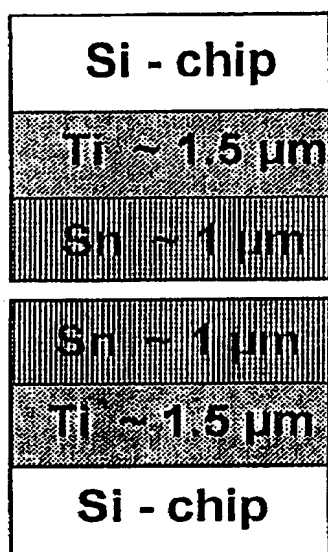
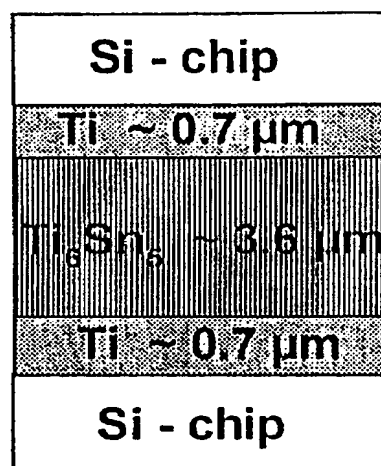


FIG.4

a)



b)



BEST AVAILABLE COPY

Fig. 5